

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 816 065**

51 Int. Cl.:

C21D 6/00

(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **10.03.2017 PCT/EP2017/055714**

87 Fecha y número de publicación internacional: **28.09.2017 WO17162450**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **10.03.2017 E 17709124 (6)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.06.2020 EP 3433386**

54 Título: **Procedimiento de tratamiento térmico de un producto intermedio de acero al manganeso**

30 Prioridad:

23.03.2016 EP 16162073

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:

31.03.2021

73 Titular/es:

**VOESTALPINE STAHL GMBH (100.0%)
voestalpine Strasse 3
4020 Linz, AT**

72 Inventor/es:

**FÜREDER-KITZMÜLLER, FRIEDRICH;
SCHNEIDER, REINHOLD y
KRIZAN, DANIEL**

74 Agente/Representante:

GONZÁLEZ PECES, Gustavo Adolfo

ES 2 816 065 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Procedimiento de tratamiento térmico de un producto intermedio de acero al manganeso

La presente invención se refiere a un procedimiento de tratamiento térmico de un producto intermedio de acero al manganeso. También se refiere a una aleación específica de un producto intermedio de acero al manganeso, que es tratado térmicamente en un proceso especial para lograr un estiramiento notoriamente menor de las bandas de Lüders. Esta solicitud reivindica la prioridad de la Solicitud de Patentes Europea Núm. EP 16 162 073.7, presentada el 23 de marzo de 2016.

Tanto la composición o la aleación respectiva, como el tratamiento térmico en el proceso de fabricación tienen una influencia significativa en las propiedades de los productos de acero.

Es conocido que, durante el tratamiento térmico, el calentamiento, el mantenimiento y el enfriamiento pueden influir en la estructura final de un producto de acero. Además, como ya ha sido mencionado, la composición de la aleación del producto de acero también desempeña un papel importante. Las relaciones termodinámicas y técnicas de los materiales en los aceros aleados son muy complejas y dependen de muchos parámetros.

Ha sido demostrado que las propiedades mecánicas y la deformabilidad pueden ser influenciadas por una combinación de diferentes fases en la microestructura de un producto de acero.

Son usados diferentes aceros dependiendo del perfil de requerimientos específicos.

Un componente importante de las nuevas aleaciones de acero actuales es el manganeso (Mn). Estos son los denominados aceros de manganeso medianos, también denominados aceros de manganeso medio. El contenido de manganeso en porcentaje en peso (% en peso) frecuentemente está dentro del intervalo de 3 y 12. Debido a su microestructura, un acero de manganeso medio posee una elevada combinación de resistencia a la tracción y estiramiento. Las aplicaciones típicas en la industria del automóvil son componentes de embutición profunda complejos y relevantes para la seguridad.

En la Fig. 1 es mostrado un diagrama clásico y muy esquematizado en el que el alargamiento de rotura A_{80} (denominado total elongation en inglés) es aplicado como un porcentaje sobre la resistencia a la tracción en MPa. La resistencia a la tracción es abreviada en la presente memoria como R_m . El diagrama de la Fig. 1 brinda una visión general de las clases de resistencia de los materiales de acero que son usados actualmente en la industria automotriz. En general, aplica la siguiente afirmación: cuanto mayor sea la resistencia a la tracción R_m de una aleación de acero, menor será el alargamiento de rotura A_{80} de esta aleación. En pocas palabras, se puede afirmar que el alargamiento de rotura A_{80} disminuye con el aumento de la resistencia a la tracción R_m y viceversa. Por lo tanto, se debe encontrar un compromiso óptimo entre el alargamiento de rotura A_{80} y la resistencia a la tracción R_m para cada aplicación.

En el sector de la industria del automóvil es usada toda una gama de diferentes aleaciones de acero, cada una de las cuales ha sido especialmente optimizada para su área particular de aplicación en el vehículo. Para los paneles interiores y exteriores, las partes estructurales y los paragolpes, son usadas aleaciones con buena absorción de energía. Los paneles de acero para el revestimiento exterior de un vehículo son relativamente "blandos" y tienen, por ejemplo, una resistencia a la tracción R_m de aprox. 300 MPa y un buen alargamiento de rotura $A_{80} > 30$ %. Las aleaciones de acero de los componentes relevantes para la seguridad tienen, por ejemplo, una resistencia a la tracción R_m en el intervalo entre 600 y 1000 MPa. Los aceros TRIP (plasticidad inducida por transformación) (referencia 1 en la Fig. 1) son muy adecuados para este propósito.

En el caso de las barreras de acero (por ejemplo, para la protección contra impactos laterales), que tienen por objeto impedir la penetración de las piezas del vehículo en caso de accidente, son usadas aleaciones de acero que tienen una alta resistencia a la tracción R_m , normalmente mayor que 1000 MPa. En este caso, por ejemplo, es adecuada la nueva generación de aceros AHSS (Advanced High-Strength Steels) de mayor resistencia (referencia 2 en la Fig. 1). Esta categoría incluye los aceros TBF (Trip Bainitic Ferrite) y los aceros Q&P (Quenching & Partitioning). Estos aceros AHSS de alta resistencia tienen, por ejemplo, un contenido de manganeso en el intervalo entre 1, 2 y 3 % en peso y un contenido de carbono C que está entre 0,05 y 0,25 % en peso.

En el área marcada en la Fig. 1 con la referencia 3, están resumidos esquemáticamente los aceros al manganeso medios ya mencionados. El área marcada con el número de referencia 3 comprende aceros de manganeso medio con un contenido de M_n entre 3 y 12 % en peso y con un contenido de carbono < 1 % en peso.

Los actuales aceros al manganeso medios tienen un pronunciado límite de estiramiento debido a su grano ultrafino (típicamente < 1 mm), claramente evidenciado en la prueba de tracción. En la Fig. 2 es mostrada, a modo de ejemplo, una curva de tensión σ (también denominada curva de tensión-deformación). En la Fig. 2, la tensión σ (en MPa) está aplicada a la expansión ϵ (en %). La curva de tracción 4 muestra un máximo intermedio 5, denominado límite de estiramiento superior (R_{eH}), seguido de una meseta 6. En el área del punto de rendimiento inferior (R_{eL}) la meseta 6 es transformada en un área de curva ascendente. La "longitud" de la meseta 6 es denominada deformación de Lüders (A_L), como es mostrado en la Fig. 2. Un producto de acero con un límite de elasticidad tan pronunciado puede formar bandas de Lüders indeseables (marcas de stretcher-strainer) en la superficie de los componentes para la industria del

automóvil. Por lo tanto, el límite de estiramiento pronunciado típicamente debe ser reducido mediante un proceso de laminación posterior. El tratamiento posterior en una instalación de relaminado adecuado (generalmente con una estructura de acabado) también es denominado laminación de acabado.

5 El gasto energético y técnico de las instalaciones de laminación de acabado a menudo es bastante alto. Además, este proceso conduce a una reducción de la expansión que puede ser usada.

Por lo tanto, la tarea es desarrollar un procedimiento de fabricación de productos intermedios de acero al manganeso, en los que la deformación de las bandas de Lüders sea menos pronunciada. Preferentemente los productos intermedios de acero al manganeso no deben presentar una deformación de Lüders (medible).

10 Los estudios sobre numerosas composiciones de aleación de aceros al manganeso medios han demostrado que existe una correlación entre el tamaño de grano de austenita original de estos aceros y la deformación de Lüders. Esto significa que el tamaño de grano de la austenita original influye en las propiedades mecánicas de estos aceros. En general, se puede postular que la deformación de Lüders es inversamente proporcional al tamaño del grano de austenita original.

15 Como tarea parcial de la invención, el objeto es, por lo tanto, encontrar una composición de aleación y un procedimiento de tratamiento térmico con el fin de lograr un aumento del tamaño del grano de austenita original y manifestar el aumento de los granos de austenita en la microestructura de los aceros de manganeso medio. A diferencia del estado de la técnica (véase, por ejemplo, el documento WO2014095082 A1), en el que el objeto es proporcionar microestructuras ultrafinas (con un tamaño de grano ultrafino con un tamaño de grano medio de aproximadamente 1 mm), la invención apunta en una dirección diferente. Además, en la solicitud de patente
20 WO2014095082 A1 indicada a modo de ejemplo, es usado un proceso de doble recocido que funciona con diferentes temperaturas y secuencias de proceso. Los productos de acero fabricados de acuerdo con el procedimiento del documento WO2014095082 A1 tienen un límite de elasticidad claramente pronunciado.

De acuerdo con la invención, es proporcionado una aleación de acero al manganeso particularmente adecuada y un procedimiento optimizado para el tratamiento térmico de un producto intermedio de acero al manganeso.

25 La aleación de acero al manganeso de la invención comprende

- un contenido de manganeso (Mn) en el siguiente intervalo de manganeso que es de 3 % en peso $< \text{Mn} < 12 \%$,
- una proporción de uno o más elementos de aleación del grupo: silicio (Si), aluminio (Al), níquel (Ni), cromo (Cr), molibdeno (Mo), fósforo (P), azufre (S), nitrógeno (N), cobre (Cu), boro (B), cobalto (Co), tungsteno (W),
- un contenido opcional de carbono (C) de menos del 1 % en peso,
- 30 – un contenido opcional de uno o más elementos de microaleación, por ejemplo, titanio (Ti), niobio (Nb) y vanadio (V), siendo la proporción total de elementos de microaleación inferior al 0,45 % en peso, y
- el resto es una proporción de hierro (Fe) e impurezas inevitables.

35 Los productos intermedios de acero al manganeso fabricados a partir de una fundición de esta aleación de acero al manganeso son sometidos a un primer proceso de tratamiento térmico y a un posterior segundo proceso de tratamiento térmico como parte de un proceso de tratamiento térmico de acuerdo con la invención.

El primer proceso de tratamiento térmico es un proceso de alta temperatura en el que el producto de acero intermedio es sometido durante un primer período de mantenimiento a una primera temperatura de recocido que está por encima de un límite de temperatura crítica (denominado T_{KG}), siendo definido este límite de temperatura crítico (T_{KG}) de la siguiente manera: $T_{KG} > (856 - S_K * \text{contenido de manganeso})$ grados centígrados, siendo S_K un valor de incremento.

40 De la fórmula mencionada que sirve como definición del límite de temperatura crítica (T_{KG}) se desprende que el límite de temperatura crítica (T_{KG}) en el intervalo de manganeso indicado es reducido con una creciente proporción de manganeso.

El valor de incremento indicado es definido en todas las realizaciones de la siguiente manera $S_K = 7,83610\%$ y preferentemente con $S_K = 7,83$.

45 El segundo proceso de tratamiento térmico es un procedimiento de recocido en el que el producto intermedio de acero es sometido a una segunda temperatura de recocido T_2 que en todos los casos es más baja que la primera temperatura de recocido T_1 .

Preferentemente, la primera temperatura de recocido T_1 en todas las realizaciones demuestra una dependencia del intervalo de manganeso de la aleación mencionado definida de la siguiente manera: $T_1 > T_{KG}$.

50 Son especialmente preferentes las realizaciones de la invención en las que rige una temperatura crítica $TK > (866 - S_K * \text{proporción de manganeso})$ de grado C, mientras rige: $S_K = 7,83610 \%$.

Preferentemente, el primer tiempo de duración en todas las realizaciones es de al menos 10 segundos. De manera especialmente preferente, el primer tiempo de duración en todas las realizaciones oscila entre 10 segundos y 7.000 minutos.

5 Preferentemente, la segunda temperatura de recocido T2 en todas las realizaciones oscila en el intervalo entre las temperaturas A₁ y A₃.

Son logrados resultados ventajosos, en caso que el segundo proceso de tratamiento térmico incluyendo el calentamiento del producto intermedio de acero, la mantención de la segunda temperatura de recocido y el enfriamiento del producto intermedio de acero dure menos de 6.000 minutos. Preferentemente, este tiempo total incluso es menor que 5.000 minutos.

10 La invención puede ser aplicada de manera especialmente ventajosa a aleaciones en las que la proporción de uno o de diversos elementos de aleación está ubicada en el siguiente intervalo:

- silicio (Si) < 3 % en peso, y preferentemente < 2 % en peso,
- aluminio (Al) < 8 % en peso, y preferentemente < 6 % en peso,
- níquel (Ni) < 2 % en peso, y preferentemente < 1 % en peso,

15 – cromo (Cr) < 2 % en peso, y preferentemente < 0,5 % en peso,
 – molibdeno (Mo) < 0,5 % en peso, y preferentemente < 0,25 % en peso,
 – fósforo (P) < 0,05 % en peso, y preferentemente < 0,025 % en peso,
 – azufre (S) < 0,03 % en peso, y preferentemente < 0,01 % en peso,
 – nitrógeno (N) < 0,05 % en peso, y preferentemente < 0,025 % en peso,

20 – cobre (Cu) < 1 % en peso, y preferentemente < 0,5 % en peso,
 – boro (B) < 0,005 % en peso, y preferentemente < 0,0035 % en peso.
 – tungsteno (W) < 1 % en peso, y preferentemente < 0,5 % en peso.
 – cobalto (Co) < 2 % en peso, y preferentemente < 1 % en peso.

25 Se pueden observar resultados ventajosos en todas las realizaciones en las que son usados elementos del siguiente grupo como elementos de microaleación: titanio (Ti), niobio (Nb), vanadio (V).

La invención permite por primera vez el suministro de productos intermedios del acero que presentan una deformación de Lüders A_L que es menor que 3 % y preferentemente menor que 1 %.

Al mismo tiempo, con el procedimiento de acuerdo con la invención pueden ser producidos productos intermedios al acero, que tienen un tamaño medio de grano de austenita primaria que es mayor que 3 mm.

30 Preferentemente, la aleación de los productos intermedios del acero de la invención, presenta de acuerdo con la invención un contenido medio de manganeso, lo que significa que la proporción de manganeso se encuentra en el intervalo de 3 % en peso ≤ Mn ≤ 12 % en peso. Preferentemente la proporción de manganeso en todas las realizaciones se encuentra en el intervalo de 3,5 % en peso ≤ Mn ≤ 8,5% en peso.

35 El contenido de carbono de los productos de acero de la invención por lo general es más bien bajo. Además, el contenido de carbono en todas las realizaciones es opcional. Es decir, el contenido de carbono de acuerdo con la invención está en el intervalo C < 1 % en peso. Se prefieren especialmente las realizaciones en los que el contenido de carbono se encuentra en uno de los siguientes intervalos

- a. $0,01 \leq C \leq 0,8$ % en peso, o
- b. $0,05 \leq C \leq 0,3$ % en peso.

40 En un procedimiento preferente de la invención, el primer proceso de tratamiento térmico es llevado a cabo en una línea de cinta continua (línea de recocido). Este proceso también es denominado recocido continuo. Otra posibilidad es un tratamiento térmico discontinuo (recocido con campana) de los productos intermedios del acero.

45 Si se trata del tratamiento térmico de una banda caliente, el primer tratamiento térmico de la invención también puede ser llevado a cabo mediante un control especial de la temperatura durante el laminado en caliente. Con este control especial de la temperatura, se tiene cuidado de asegurar que la temperatura final de la banda caliente durante la

laminación en el intervalo esté por encima del límite de temperatura crítico T_{KG} .

5 En un procedimiento preferente de la invención, el segundo proceso de tratamiento térmico es llevado a cabo en una planta que funciona de forma discontinua, por lo que el producto intermedio de acero es expuesto al procedimiento de recocido en esta planta en una atmósfera de gas protector. Este proceso es llevado a cabo preferentemente en una planta de recocido de campana. El segundo proceso también puede ser llevado a cabo en una línea continua de cintas (línea de recocido) o en una línea de galvanización por inmersión en caliente.

10 El producto intermedio de acero de todos los tipos puede opcionalmente ser sometido a un proceso de laminación de acabado, por el cual este proceso de laminación de acabado está principalmente dirigido al acondicionamiento de la superficie el producto intermedio de acero. No es necesaria una etapa de laminación para acabado más intensivo, dado que los productos intermedios del acero de la invención presentan una reducida deformación de Lüders.

Por medio de la invención, por lo tanto, puede reducirse o incluso evitarse por completo el grado de laminación de acabado.

La invención presenta la ventaja de que pueden ser producidos productos intermedios del acero que presentan una deformación de Lüders que es menor que 3 % y que preferentemente sea menor que 1 %.

15 La invención presenta la ventaja de que pueden ser producidos productos intermedios del acero que presentan una resistencia a la tracción R_m (también denominada resistencia mínima) que es mayor que 490 MPa.

La invención presenta la ventaja de que pueden ser producidos productos intermedios del acero que debido a la reducida deformación de Lüders presentan un alargamiento de rotura (mínimo) (A_{80}) que es mayor que 10 %.

20 La invención presenta la ventaja de que los productos intermedios del acero debido a la reducida deformación de Lüders presentan un mayor estiramiento que puede ser usado técnicamente.

La invención puede utilizarse, por ejemplo, para fabricar productos de acero laminado en frío en forma de productos planos laminados en frío (por ejemplo, bobinas). La invención también puede ser usada para producir, por ejemplo, láminas delgadas o también productos de alambre.

La invención también puede ser usada para proporcionar productos de acero laminados en caliente.

25 Otras conformaciones ventajosas de la invención constituyen el objeto de las reivindicaciones dependientes.

Figuras

A continuación, son descritos con mayor detalle, en relación con los dibujos, algunos ejemplos de realización de la invención.

30 La **FIG. 1** muestra un diagrama fuertemente esquematizado en el que el alargamiento de rotura (mínimo) (A_{80}) en porcentaje es aplicado a la resistencia a la tracción (R_m) en MPa para diversos aceros para la industria del automóvil;

La **FIG. 2** muestra un diagrama esquemático de expansión-deformación de un producto de acero, que muestra un límite de estiramiento (deformación de Lüders A_L) claramente pronunciado.

La **FIG. 3** muestra un diagrama esquemático que muestra los dos procesos de tratamiento térmico;

35 La **FIG. 4** muestra un diagrama esquemático que muestra la temperatura crítica T_K y el curso del correspondiente límite de temperatura crítica T_{KG} ;

La **FIG. 5** muestra un diagrama esquemático que, por un lado, muestra la deformación de Lüders A_L en porcentaje y, por otro lado, el tamaño medio original del grano de austenita (D_{UAKM}) en función de la primera temperatura de recocido T_1 , mostrándose en este diagrama las curvas correspondientes de dos muestras diferentes;

40 La **FIG. 6** muestra un diagrama esquemático que muestra la tensión σ en MPa como función de la expansión ε en % (análogamente a la Fig. 2), mientras en este caso fueron desarrolladas cuatro aleaciones idénticas en cuatro procesos diferentes de tratamientos térmicos.

Descripción detallada

De acuerdo con la invención, se trata de productos de acero, respectivamente productos intermedios de acero, caracterizados por una constelación especial de microestructuras y propiedades.

45 A continuación, es mencionado en parte el término "productos intermedios del acero" cuando se deba enfatizar que no se trata del producto de acero terminado sino de un producto preliminar o intermedio en un proceso de fabricación de diversas etapas. El punto de partida de estos procesos de fabricación suele ser una fusión. A continuación, se indica la composición de las aleaciones de la masa fundida, dado que en este lado del proceso de producción es posible influir con relativa precisión en la composición de las aleaciones (por ejemplo, mediante la adición de

componentes como elementos de aleación y elementos de microaleación opcionales). La composición de la aleación del producto intermedio de acero normalmente es desviada sólo ligeramente de la composición de las aleaciones de la masa fundida.

5 Las indicaciones de cantidades o de porcentajes son realizadas en la presente memoria principalmente en porcentaje de peso (para abreviar, % en peso), a menos que se indique lo contrario. Si se da información sobre la composición de la aleación o del producto de acero, en ese caso la composición incluye, además de los materiales o sustancias explícitamente enumerados, el hierro (Fe) como material básico y las denominadas impurezas inevitables, que siempre se producen en el baño de fundición y que también se encuentran en el producto intermedio de acero resultante. Por lo tanto, todos los datos de % en peso deben complementarse siempre al 100 % en peso y todos los datos de % en volumen deben complementarse siempre al 100 % del volumen total.

Además de la combinación especial de los elementos de aleación, es usado un procedimiento especialmente optimizado para el tratamiento térmico. Un diagrama correspondiente es mostrado en la Fig. 3 y es explicado con más detalle a continuación.

15 El tratamiento térmico del producto intermedio de acero comprende un primer proceso de tratamiento térmico S.1 y un segundo proceso de tratamiento térmico S.2 a continuación. Estos dos procesos de tratamiento térmico S.1 y S.2 están representados en la Fig. 3 en dos diagramas de temperatura-tiempo que se muestran uno al lado del otro.

20 El primer proceso de tratamiento térmico S.1 es un procedimiento de alta temperatura, en el que el producto intermedio de acero durante un primer tiempo de duración A1 es sometido a una primera temperatura de recocido T1 (esta etapa también es denominada mantenimiento H1). La temperatura de recocido T1 durante el mantenimiento H1 está por encima de un límite de temperatura crítico T_{KG} .

El transcurso de este límite de temperatura crítico T_{KG} depende (entre otros puntos) de la proporción de manganeso Mn de la aleación del producto intermedio de acero al manganeso, como se pudo determinar por medio de numerosos estudios. En la Fig. 4 son mostrados la temperatura crítica T_K (representada por la recta 7) y el transcurso del correspondiente límite de temperatura crítico T_{KG} (representado por la recta 8).

25 En el eje horizontal es aplicado el intervalo de manganeso MnB en porcentaje en peso. Tal como ya ha sido mencionado, la invención logra excelentes resultados, ante todo con una proporción de manganeso en el siguiente intervalo de manganeso MnB: 3 % en peso \leq Mn \leq 12 % en peso. Este intervalo de manganeso MnB es representado en la Fig. 4 mediante dos líneas limitantes verticales con Mn = 3 % en peso y Mn = 12 % en peso.

30 En la Fig. 4 son indicados a modo de ejemplo los resultados de la medición de cuatro muestras mediante pequeños símbolos circulares. Más detalles de estas muestras que se indican a modo de ejemplo y de otras muestras de la invención pueden observarse en las Tablas 1 y 2.

Tabla 1						
Aleación	C	Mn	Al	Nb	S.1	S.2
Tipo 1	0,096	5,08			recocido continuo	campana
Tipo 2	0,097	5,13		0,09	recocido continuo	campana
Tipo 3	0,100	6,38			recocido continuo	campana
Tipo 4	0,106	3,53			recocido continuo	campana
Tipo 5	0,110	3,56		0,095	recocido continuo	campana
Tipo 6	0,148	7,73	2,09		recocido continuo	recocido continuo
Tipo 7	0,098	9,95			recocido continuo	campana

Tabla 2

Núm.	Aleación	T1, °C	T2, °C	R _{p0.2} o R _{0.2r} MPa	R _m MPa	A _{80r} %	RA, % en vol.	A _{Lr} 80 %	D _{UAK Mr} μm
1	Tipo 1	830	660	550	850	27,1	20,9	2,1	5
2	Tipo 1	875	660	551	878	28,7	20,1	0	13,7
3	Tipo 1	900	660	561	890	28,3	21,3	0	15,5
4	Tipo 1	920	660	561	898	28,5	21,1	0	18
5	Tipo 1	935	660	559	894	30,2	19,8	0	20
6	Tipo 1	950	660	522	820	30,7	21,1	0	22
7	Tipo 1	1100	660	560	852	27,9	21,2	0	45,7
8	Tipo 2	980	660	632	926	23,4	21,4	2,8	8,5
9	Tipo 2	1000	660	640	928	23,7	21,9	2,6	9,5
10	Tipo 2	1025	660	646	931	22,9	22,7	2,2	11,1
11	Tipo 2	1050	660	643	929	23,4	19,2	2	12
12	Tipo 2	1075	660	673	962	24,3	19,9	0	13,5
13	Tipo 2	1100	660	642	898	22,9	22,5	0	14,7
14	Tipo 3	810	640	635	901	33,3	32,1	2,6	6,4
15	Tipo 3	850	640	615	903	35,8	32,6	1,8	9,4
16	Tipo 3	900	640	559	898	36,1	32,2	0	13,8
17	Tipo 3	950	640	552	893	37	31,8	0	18,9
18	Tipo 4	840	660	413	559	18,5	6,4	2,2	6
19	Tipo 4	950	660	391	641	18,5	6,5	1,5	15
20	Tipo 5	950	630	352	543	19,2	2,7	1,2	7
21	Tipo 5	1025	630	432	631	17,1	4,9	0	11
22	Tipo 5	1100	630	623	710	11,8	4,1	0	15
23	Tipo 6	900	675	829	1083	19,8	20,3	2,3	4,86
24	Tipo 7	790	630	601	1145	25,2	29,1	2,2	4,8
25	Tipo 7	900	630	588	1130	28,1	37,2	0	8,8
26	Tipo 7	950	630	582	1122	29,3	34,6	0	12,9

5 La composición de la aleación de cada tipo puede ser encontrada en la Tabla 1, en la que solo son mencionados los componentes esenciales de la aleación. Para cada tipo hay un número de ejemplos de realización que han sido probados. Los ejemplos correspondientes están numerados del 1 al 26 en la columna izquierda de la Tabla 2.

En la Fig. 4 son mostradas las siguientes cuatro muestras con los símbolos de círculos mencionados: tipo 4, 18; tipo 1, 1; tipo 3, 14 y tipo 7, 24 (la denominación tipo 4, 18, por ejemplo, representa a la composición de la aleación del tipo 4, ejemplo Núm. 18).

10 Si los símbolos de los círculos de la Fig. 4 o los resultados de la medición son interpolados con una línea recta, el resultado es una línea recta 7 que cae constantemente, según lo mostrado en la Fig. 4. Esta línea recta 7 puede ser

descrita por la siguiente ecuación (1), en la que se da T_K en grados C:

$$T_K = (866 - S_K * \text{proporción de manganeso}) \quad (1)$$

El valor absoluto 866 en grados C define la intersección con el eje vertical y el valor S_K define el incremento. S_K , por lo tanto, también es denominado valor de incremento.

- 5 De los estudios ha resultado que el valor de incremento S_K preferentemente en todas las realizaciones es igual a 7,83610 %.

Además, pudo demostrarse que la temperatura crítica T_K está siempre por encima de un límite inferior de temperatura crítica T_{KG} para las composiciones de aleación de acuerdo con la invención. Este límite inferior de temperatura crítica T_{KG} se muestra en la Fig. 4 como la recta 8.

- 10 Esta recta 8 puede ser definida con la siguiente ecuación (2), indicándose T_{KG} en grados C:

$$T_{KG} = (856 - S_K * \text{proporción de manganeso}) \quad (2)$$

La recta 8 es paralela a la recta 7.

- 15 Puede indicarse la siguiente condición: en aleaciones de acero del producto intermedio de acero al manganeso, tal como ya ha sido definido, la primera temperatura de recocido T_1 siempre debe estar ubicada por encima del límite de temperatura crítico inferior T_{KG} para garantizar que sea obtenido un producto intermedio de acero al manganeso en el que la deformación de Lüders A_L sea menor que 3 %.

- 20 Pudo demostrarse que también el segundo proceso de tratamiento de temperatura S_2 influye en la deformación de Lüders. Para obtener el tamaño de los granos de austenita en la microestructura, la segunda temperatura de recocido T_2 debe ser en cualquier caso inferior a la primera temperatura de recocido T_1 . Dado que la primera temperatura de recocido T_1 siempre está por encima del límite inferior de temperatura crítica T_{KG} , se puede concluir con que la segunda temperatura de recocido T_2 debe estar preferentemente por debajo del límite inferior de temperatura crítica T_{KG} .

- 25 El ejemplo esquemático de la Fig. 3 muestra que la primera temperatura del recocido T_1 está por encima del límite de la temperatura del T_{KG} y que la segunda temperatura del recocido T_2 se encuentra en un intervalo entre A_1 y A_3 . El segundo tratamiento térmico S_2 es en este caso también es denominado recocido intercrítico.

El primer tiempo de duración A_1 en todas las realizaciones preferentemente es al menos de 10 segundos y preferentemente oscila entre 10 segundos y 6000 minutos.

- 30 El segundo tiempo de duración A_2 en todas las realizaciones es al menos de 10 segundos. En la Fig. 3 los dos tiempos de duración A_1 y A_2 solo son mostrados a modo de ejemplo. La diferencia de tiempo entre el primer proceso de tratamiento térmico S_1 y el segundo proceso de tratamiento térmico S_2 puede ser determinado según la necesidad. Típicamente, el segundo proceso de tratamiento térmico S_2 es realizado poco tiempo después del primer proceso de tratamiento térmico S_1 .

- 35 Son preferentes las realizaciones en las que el primer proceso de tratamiento térmico S_1 incluyendo el calentamiento E_1 del producto intermedio de acero, el mantenimiento H_1 de la primera temperatura de recocido T_1 y el enfriamiento Ab_1 del producto intermedio de acero dura menos que 7.000 minutos.

Son preferentes las realizaciones en las que el segundo proceso de tratamiento térmico S_2 incluyendo el calentamiento E_2 del producto intermedio de acero, el mantenimiento H_2 de la segunda temperatura de recocido T_2 y del enfriamiento Ab_2 del producto intermedio de acero dura menos que 6.000 minutos y preferentemente menos que .5000 minutos.

- 40 Además, pudo demostrarse que la reducción significativa de la deformación de Lüders A_L es independiente de si el primer proceso de tratamiento térmico S_1 y/o el segundo proceso de tratamiento térmico S_2 son llevados a cabo en una instalación de bandas continuas (por ejemplo, en una línea continua) o en una instalación de funcionamiento discontinuo (por ejemplo, en un dispositivo de recocido de campana).

- 45 La invención puede aplicarse tanto a productos intermedios de banda fría como a productos intermedios de banda caliente. En ambos casos, se muestra una reducción significativa de la deformación de Lüders A_L .

El aumento de la primera temperatura de recocido T_1 a un valor superior al límite de temperatura crítica T_{KG} conduce claramente a un aumento del tamaño medio del grano de austenita original y a una reducción significativa de la deformación de Lüders A_L .

- 50 La Fig. 5 muestra tanto la reducción de la deformación de Lüders A_L en porcentaje como también la dependencia del tamaño medio original del grano de austenita (D_{UAKM}) en μm con creciente temperatura de recocido T_1 para dos muestras del tipo 1 y tipo 2 (véase también la Tabla 1), de la siguiente manera.

Composición química de las muestras de aleación de tipo 1 sin microaleación:

Mn = 5,08 % en peso,

C = 0,096 % en peso,

El resto es hierro Fe e impurezas inevitables.

5 Composición química de las muestras de aleación de tipo 2 con microaleación:

Mn = 5,13 % en peso,

C = 0,097 % en peso,

Nb = 0,90 % en peso,

El resto es hierro Fe e impurezas inevitables.

10 Se puede observar en la Fig. 5 que para la composición de la aleación de Tipo 1 analizada (representada por la curva 9), el límite de temperatura crítica T_{KG1} es $\sim 820^{\circ}\text{C}$ si se quiere lograr una deformación de Lüders menor que 3% para esta composición de aleación de tipo 1. La curva 10 muestra el curso correspondiente del límite medio del grano de austenita original D_{UAKM1} , en función de la temperatura $T1$. Para el ejemplo del tipo 1, el tamaño del grano para esto es >3 mm.

15 En la Fig. 5 puede ser observar que para la composición de la aleación examinada del tipo 2 (representada por la curva 11), el límite de temperatura crítica T_{KG2} es $\sim 970^{\circ}\text{C}$ si se quiere alcanzar una deformación de Lüders menor que 3 % para esta composición de aleación del tipo 2. La curva 12 muestra el curso correspondiente del límite medio del grano de austenita original D_{UAKM} , en función de la temperatura $T1$. En el ejemplo del Tipo 2, el tamaño del grano para esto es >8 mm. El elemento de microaleación niobio (Nb) tiene una influencia discernible, mostrada como un cambio de T_{KG2} (en comparación con T_{KG1}) a una temperatura crítica más alta para $A_L < 3$ %.

20 Las curvas 10 y 12 de la Fig. 5 muestran que el tamaño del grano de austenita original aumenta con el incremento de la temperatura $T1$.

Por medio de la ecuación anterior (2), el límite de temperatura crítica inferior T_{KG1} puede ser determinado para las composiciones de aleación de tipo 1 de la siguiente manera

25
$$T_{KG1} = (856 - 7,83 * 5) = \sim 817^{\circ}\text{C} \quad (2.1)$$

En la Fig. 5 el límite de temperatura crítica inferior T_{KG1} correspondiente está graficado como una línea vertical discontinua. Se puede observar que a partir de una temperatura de recocido $T1 > T_{KG1}$ las composiciones de aleación de tipo 1 tienen un tamaño de grano medio de > 3 μm . El límite inferior de temperatura crítica T_{KG1} está marcado por un pequeño triángulo negro en la Fig. 4.

30 Por medio de la ecuación (2) puede determinarse el límite de temperatura crítica inferior T_{KG2} para las composiciones de aleación de tipo 2 de la siguiente manera:

$$T_{KG2} = (856 - 7,83 * 5) = \sim 817^{\circ}\text{C} = T_{KG1} \quad (2.2)$$

35 En las composiciones de aleación que contienen una proporción de Nb, la microaleación produce un aumento del límite de temperatura crítica T_{KG} . En la Fig. 5, puede observarse en el ejemplo del tipo 2 que el límite de temperatura crítica T_{KG2} es aproximadamente 150°C más alto que en las composiciones de aleación del tipo 1. En la Fig. 5, el correspondiente límite inferior de temperatura crítica efectiva T^*_{KG2} se muestra como una línea vertical discontinua. Para composiciones de aleación del tipo 2 la temperatura de recocido $T1$ debe ser $> T^*_{KG2} = T_{KG2} + 150^{\circ}\text{C}$. El tamaño medio del grano austenítico original resultante es en este caso > 8 mm.

40 La Fig. 6 muestra un diagrama esquemático que muestra la tensión σ en MPa en función de la expansión ε en %. La representación de la Fig. 6 debe ser comparada con la de la Fig. 2, en la que la Fig. 6 muestra sólo una pequeña sección.

45 En concreto, fueron comparadas cuatro muestras idénticas (Tipo 3 aleaciones de la Tabla 1). También las aleaciones del tipo 3 corresponden a las especificaciones de la invención. Cada una de las cuatro muestras fue sometida a un primer proceso de tratamiento térmico S.1 y a un posterior segundo proceso de tratamiento térmico S.2. Todos los parámetros del proceso eran idénticos, excepto que en el primer proceso de tratamiento térmico S.1 la primera temperatura de recocido $T1$ fue variada de la siguiente manera (véase la columna 2 de la siguiente Tabla 3):

Tabla 3			
Aleación	T1 [°C]	T2 [°C]	Curva
Tipo 3	810	640	13.1
Tipo 3	850	640	13.2
Tipo 3	900	640	13.3
Tipo 3	950	640	13.4

Las aleaciones del tipo 3 presentaron en estos ensayos la siguiente composición principal:

Mn = 6,38 % en peso,

C = 0,1 % en peso,

5 El resto es hierro Fe e impurezas inevitables.

La curva 13.1 continua de la Fig. 6 (Tipo 3, 14 de la Tabla 2) muestra un límite de estiramiento claramente visible y pronunciado y tiene una deformación de Lüders de $A_L \sim 2.6\%$. La temperatura T1 aquí fue de 810°C, lo que en el caso de una aleación del tipo 3 y un valor de incremento $S_K = 7,83$ está un poco por encima del límite inferior de temperatura crítica T_{KG} .

10 La curva 13.2 representa otra muestra ejemplar (tipo 3, 15 de la Tabla 2) del tipo 3, en la que el límite de estiramiento todavía es ligeramente pronunciado.

Otra muestra idéntica (véase la curva 13.3 indicada con línea discontinua de la Fig. 6) fue tratada a una temperatura más alta $T1 = 900^\circ\text{C}$ (es decir, a $T1 > T_{KG}$) y no se observa ningún límite de estiramiento pronunciado. Este es el tipo 3, 16 de la Tabla 2.

15 La curva 13.4 representa otra muestra a modo de ejemplo del tipo 3, mientras tampoco en este caso puede observarse un límite de estiramiento pronunciado. Se trata en este caso del tipo 3, 17 de la Tabla 2.

20 Cuando se observan los productos intermedios de acero al manganeso de la invención en relación con la representación de la Fig. 1, los correspondientes valores de medición (por ej., para composición de aleación del tipo 1, tipo 2 y tipo 3) se encuentran en el intervalo de aproximadamente 700 a 1000 MPa y con un alargamiento de rotura A_{80} en el intervalo de aproximadamente 20 a 40%.

Listado de referencias

Aceros TRIP	1
Aceros Q&P y TBF	2
Aceros al manganeso medio	3
Curva de tracción	4
Máximo medio	5
Meseta	6
Recta	7
Recta	8
Curva	9
Curva	10
Curva	11
Curva	12
Curvas	13.1, 13.2, 13.3, 13.4
Temperatura de inicio de la austenización	A_1
Temperatura de inicio de la austenización total	A_3

ES 2 816 065 T3

Alargamiento de rotura	A_{80}
Deformación de Lüders	A_L
Primer enfriamiento	Ab1
Segundo enfriamiento	Ab2
Límite medio del tamaño del grano de la austenita original	$D_{UAK M}$
Primer tiempo de duración	$\Delta 1$
Segundo tiempo de duración	$\Delta 2$
Primer calentamiento	E1
Segundo calentamiento	E2
Expansión	ε
Primer mantenimiento	H1
Segundo mantenimiento	H2
Intervalo de manganeso	MnB
Contenido restante de austenita	RA
Límite superior de estiramiento	R_{eH}
Límite inferior de estiramiento	R_{eL}
Resistencia a la tracción	R_m
Límite de estiramiento 0,2 %	$R_{p0.2}$
Primer proceso de tratamiento térmico	S.1
Segundo proceso de tratamiento térmico	S.2
Tensión	σ
Valor de incremento	S_K
Primera temperatura de recocido	T1
Segunda temperatura de recocido	T2
Límite de temperatura crítico	T_{KG}
Límite de temperatura crítico	T_{KG1}
Límite de temperatura crítico	T_{KG2}
Límite de temperatura crítico efectivo	T^*_{KG2}

REIVINDICACIONES

1. Procedimiento de tratamiento térmico de un producto intermedio de acero al manganeso, cuya aleación comprende:
 - 5 o una proporción de manganeso (Mn), que está dentro del siguiente intervalo de manganeso (MnB) 3 % en peso $< Mn < 12$ % en peso,
 - o una proporción de uno o diversos elementos de aleación del grupo:
 - o silicio (Si), aluminio (Al), níquel (Ni), cromo (Cr), molibdeno (Mo), fósforo (P), azufre (S), nitrógeno (N), cobre (Cu), boro (B), tungsteno (W), cobalto (Co),
 - o una proporción opcional de carbono (C) de menos de 1 % en peso,
 - 10 o una proporción opcional de uno o diversos elementos de microaleación, en la que la proporción total de los elementos de microaleación es de menos de 0,45 % en peso, y
 - o como resto una proporción de hierro (Fe) e impurezas inevitables, mientras el tratamiento térmico el producto intermedio de acero comprende un primer proceso de tratamiento térmico (S.1) y un siguiente segundo proceso de tratamiento térmico (S.2), **caracterizado porque**
 - 15 – el primer proceso de tratamiento térmico (S.1) es un procedimiento de alta temperatura en el que el producto intermedio de acero durante un primer tiempo de duración (A1) es sometido a una primera temperatura de recocido (T1) que está por encima de un límite de temperatura crítico (T_{KG}) que está definido de la siguiente manera: $T_{KG} = (856 - S_K * \text{proporción de manganeso})$ grados C, siendo S_K un valor de incremento y siendo que este valor de incremento $S_K = 7,83$ 6 10%, preferentemente es $S_K = 7,83$,
 - 20 – el segundo proceso de tratamiento térmico (S.2) es un procedimiento de recocido en el que el producto intermedio de acero es sometido a una segunda temperatura de recocido (T2) que es menor que la primera temperatura de recocido (T1).
2. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1, **caracterizado porque** la primera temperatura de recocido (T1) en el intervalo de manganeso (MnB) mencionado presenta una dependencia definida de la siguiente manera: $T_1 \approx (866 - S_K * \text{proporción de manganeso})$ grados C.
3. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, **caracterizado porque** el primer tiempo de duración (A1) es de al menos 10 segundos y preferentemente entre 10 segundos y 6000 minutos.
4. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 4, **caracterizado porque** la segunda temperatura de recocido (T2) se encuentra en el intervalo entre las temperaturas A_1 y A_3 , mientras A_1 es la temperatura inicial de la austenización y A_3 es la temperatura inicial de la austenización total.
5. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1, **caracterizado porque** la segunda temperatura de recocido (T2) está en el intervalo de 630°C a 675 °C.
6. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 5, **caracterizado porque** en el marco del segundo proceso de tratamiento térmico (S.2) la segunda temperatura de recocido (T2) es mantenida durante un segundo tiempo de duración (A2) de al menos 10 segundos.
7. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 5, **caracterizado porque** el segundo proceso de tratamiento térmico (S.2) incluyendo un proceso de calentamiento (E2) del producto intermedio de acero, el mantenimiento (H2) de la segunda temperatura de recocido (T2) y un proceso de enfriamiento (A2) del producto intermedio de acero dura menos de 6.000 minutos y preferentemente menos de 5.000 minutos.
8. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 7, **caracterizado porque** la proporción de uno o de diversos elementos de aleación se ubica en el siguiente intervalo:
 - silicio (Si) < 3 % en peso, y preferentemente < 2 % en peso,
 - aluminio (Al) < 8 % en peso, y preferentemente < 6 % en peso,
 - 45 - níquel (Ni) < 2 % en peso, y preferentemente < 1 % en peso,
 - cromo (Cr) < 2 % en peso, y preferentemente $< 0,5$ % en peso,
 - molibdeno (Mo) $< 0,5$ % en peso, y preferentemente $< 0,25$ % en peso,
 - fósforo (P) $< 0,05$ % en peso, y preferentemente $< 0,025$ % en peso,

- azufre (S) < 0,03 % en peso, y preferentemente < 0,01 % en peso,
- nitrógeno (N) < 0,05 % en peso, y preferentemente < 0,025 % en peso,
- cobre (Cu) < 1 % en peso, y preferentemente < 0,5 % en peso,
- boro (B) < 0,005 % en peso, y preferentemente < 0,0035 % en peso,
- tungsteno (W) < 1 % en peso, y preferentemente < 0,5 % en peso,
- cobalto (Co) < 2 % en peso, y preferentemente < 1 % en peso.

- 5
9. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 7, **caracterizado porque** los elementos de microaleación son elementos del grupo: titanio (Ti), niobio (Nb), vanadio (V).
- 10
10. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 9, **caracterizado porque** el primer proceso de tratamiento térmico (S.1) es un proceso realizado en una instalación de bandas continuas o en una instalación de funcionamiento discontinuo.
- 15
11. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 10, **caracterizado porque** el segundo proceso de tratamiento térmico (S.1) es un proceso realizado en una instalación de bandas continuas o en una instalación de funcionamiento discontinuo, mientras el producto intermedio de acero en esta instalación es sometido al procedimiento de recocido en una atmósfera de gas de protección.
12. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 11, **caracterizado porque** es usado un dispositivo de recocido con campana que es usado como instalación de operación discontinua.
- 20
13. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 12, **caracterizado porque** el producto intermedio de acero en una etapa realizada después del segundo proceso de tratamiento térmico (S.2), es sometido a un procedimiento de laminación de acabado, estando este procedimiento de laminación dirigido en principio al acondicionamiento de la superficie del producto intermedio de acero.
- 25
14. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 12, **caracterizado porque** el primer proceso de tratamiento térmico (S.1) es realizado durante un proceso de laminación en caliente, siendo que este proceso de laminación en caliente es llevado a cabo con una temperatura de laminación final que está en el intervalo por encima del límite de temperatura crítico (T_{KG}).

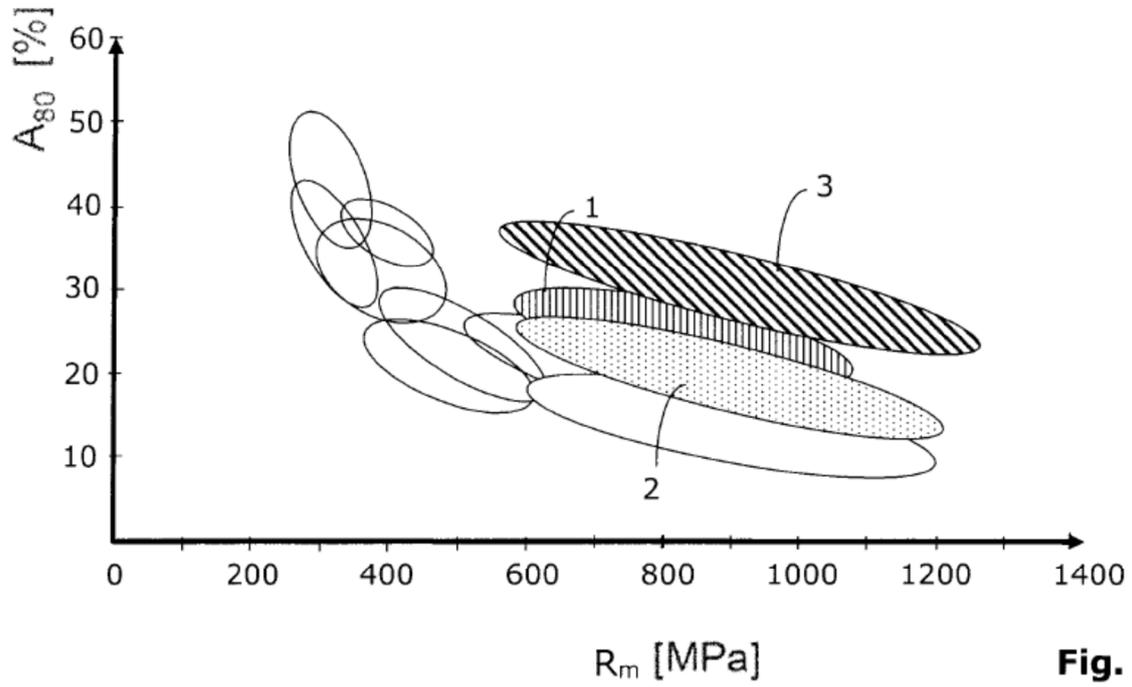


Fig. 1

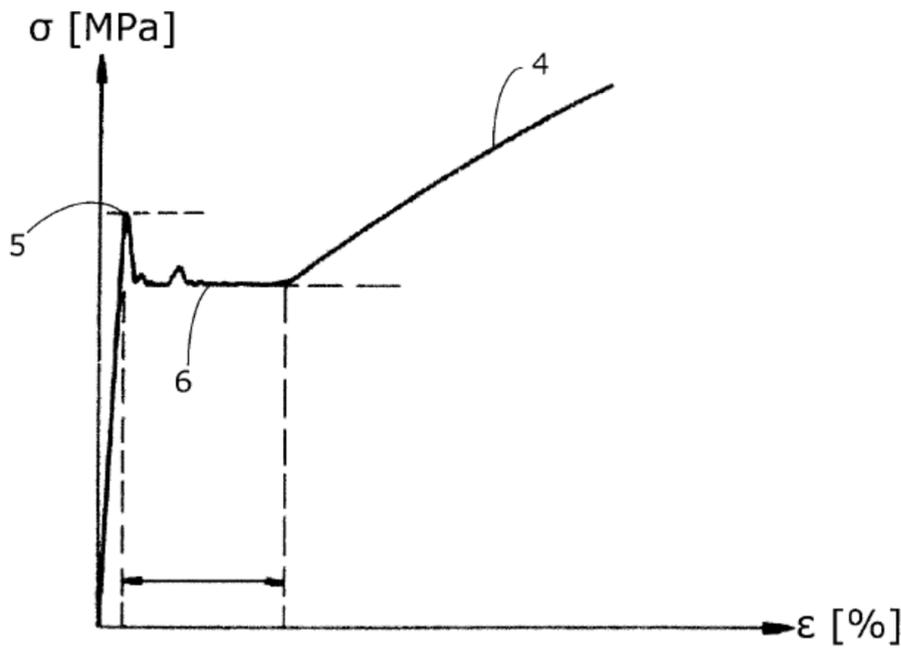


Fig. 2

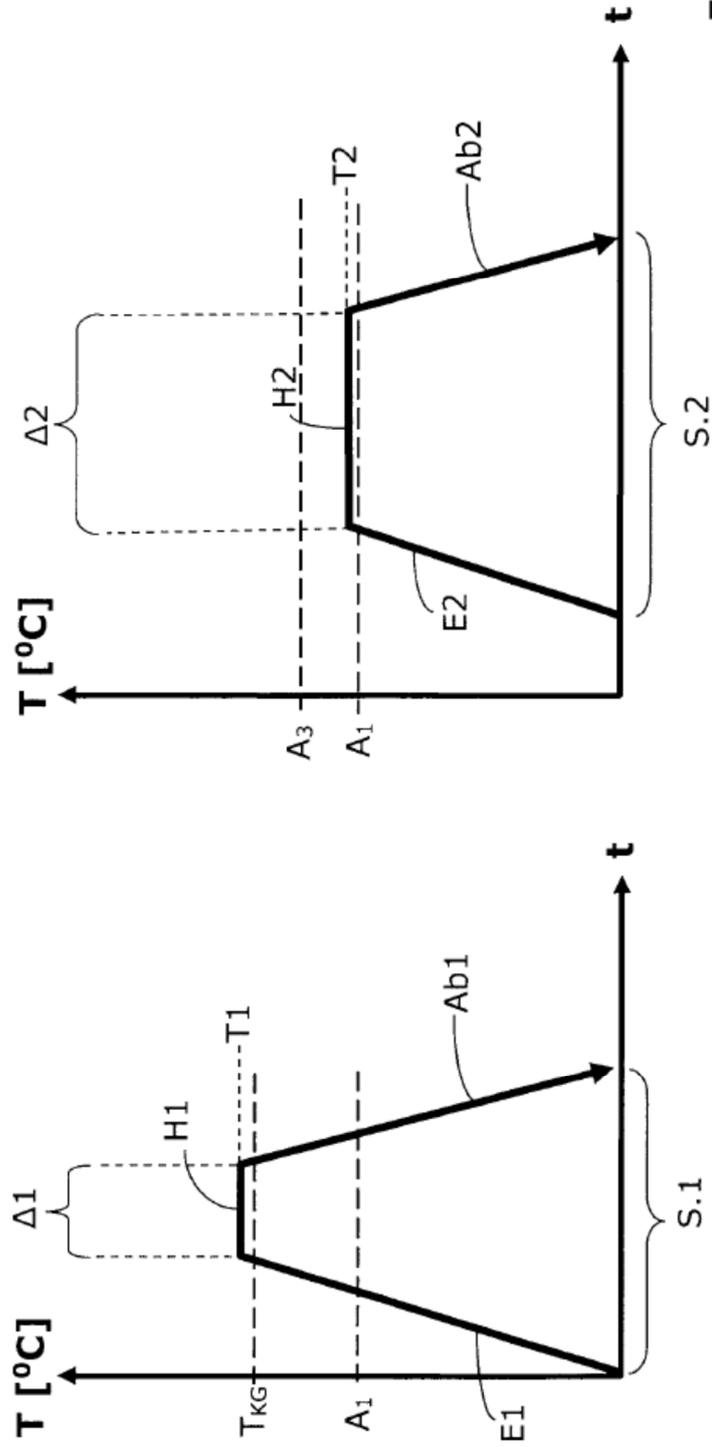


Fig. 3

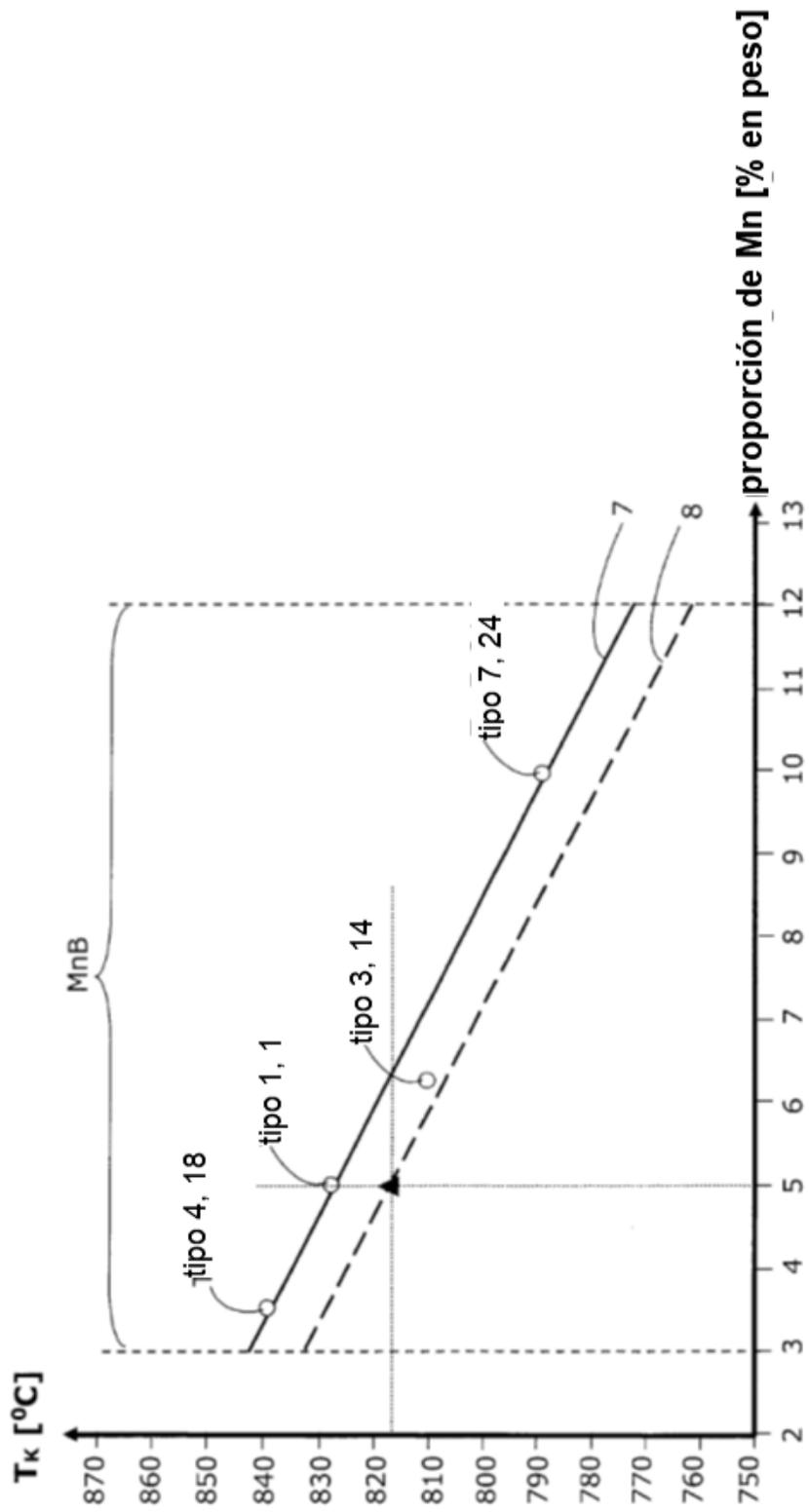
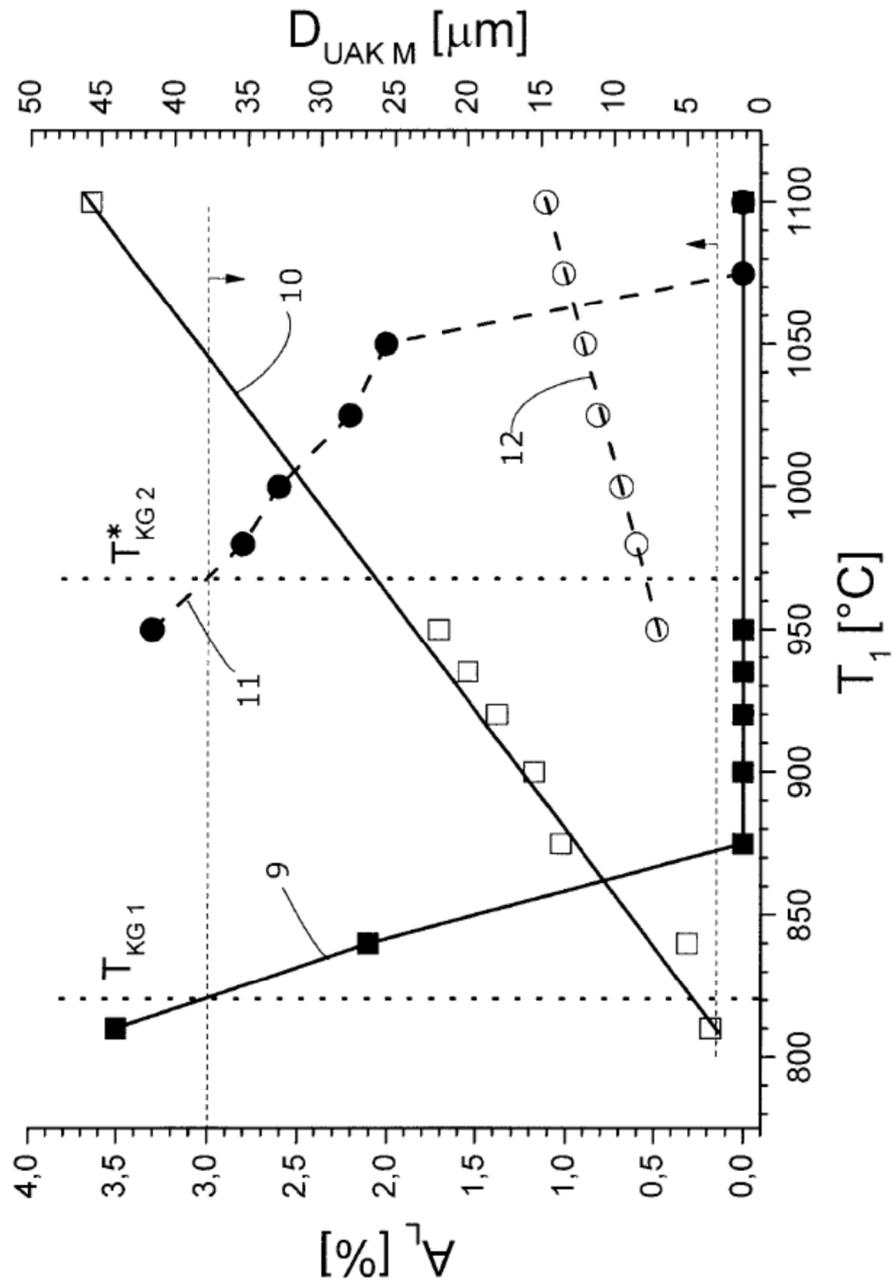


Fig. 4



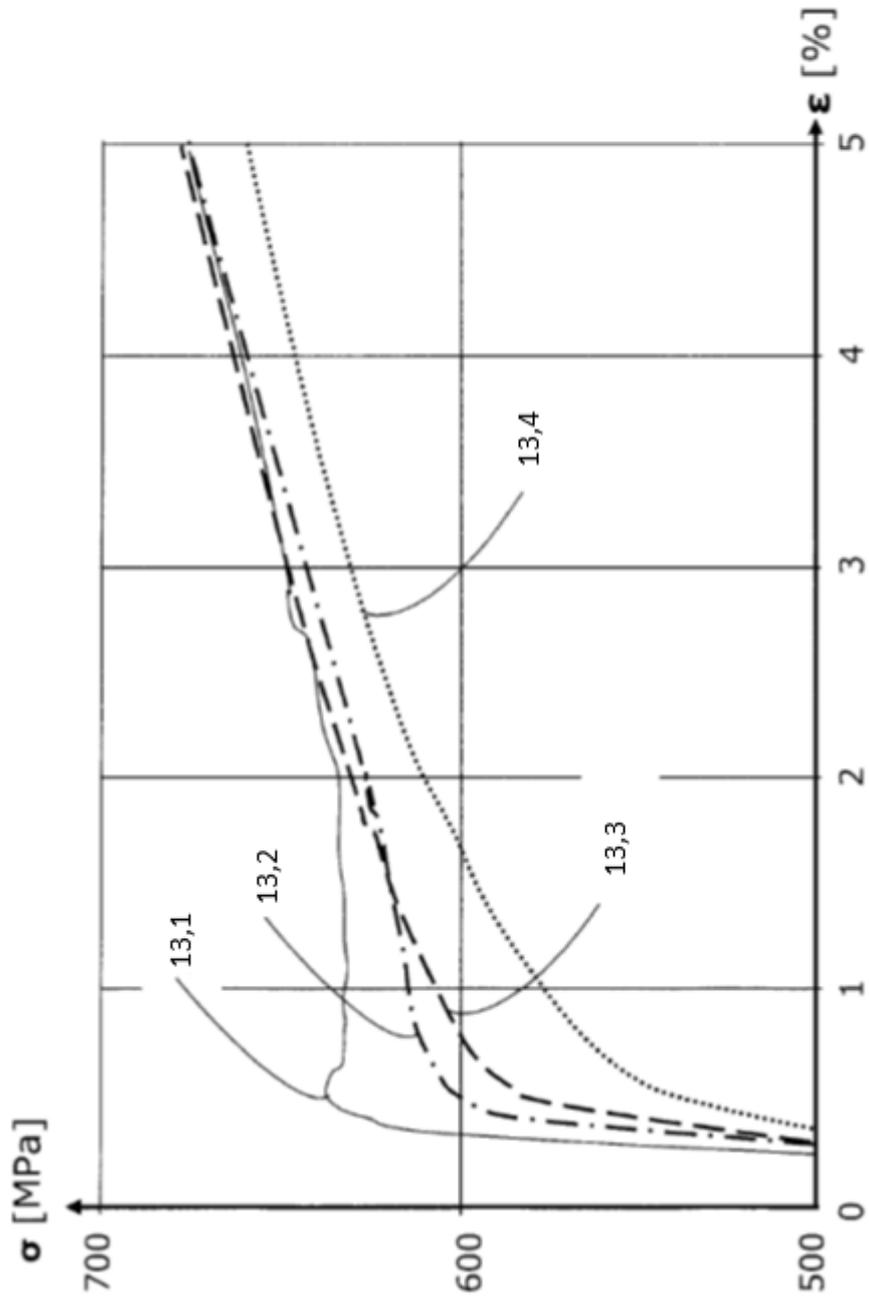


Fig. 6